

Рентгенографическое исследование малоугловых и большеугловых разориентаций при ползучести кристаллов LiF

© Б.И. Смирнов, Р.С. Чуднова, В.В. Шпейзман

Физико-технический институт им. А.Ф. Иоффе Российской академии наук,
194021 Санкт-Петербург, Россия

E-mail: shpeizm.v@mail.ioffe.ru

(Поступила в Редакцию 14 декабря 2004 г.)

Исследованы малоугловая и большеугловая разориентации решетки монокристаллов LiF после деформации растяжением в области температур 573–973 К с использованием различных рентгеновских методов: ω — сканирования, Лауэ и в широко расходящемся пучке в вариантах Фудживары и Косселя. Показано, что доля большеугловой разориентации мала при низкой температуре, где отсутствует блочная структура, и при высокой температуре, где блоки крупные ($\sim 100 \mu\text{m}$). Большеугловая разориентация увеличивается с ростом деформации более интенсивно, чем малоугловая. Разориентация, измеренная разными методами, может отличаться из-за разной площади, на которую падает рентгеновский луч и на которой происходит усреднение разориентации. Результаты сравниваются с известными данными по структуре деформированных щелочно-галогидных кристаллов.

Работа поддержана Российским фондом фундаментальных исследований (проект № 04-01-00887).

В последние годы в связи с повышенным интересом к структурам, возникающим при интенсивных пластических деформациях твердых тел, возросло число работ, в которых исследуются разориентации решетки, вызванные деформацией (см., например, [1–3]). Разориентация на небольшие углы происходит уже на самых ранних стадиях деформации и в дальнейшем увеличивается с ростом последней [1]. Основной вклад в разориентацию решетки вносят границы (блоков, фрагментов, зерен), которые занимают относительно небольшое место по сравнению с межграницным объемом кристалла. С позиций дислокационной теории наиболее простой структурой границ между разориентированными областями кристалла обладают так называемые межблочные границы, образующиеся при деформации кристаллов и представляющие собой стенки из краевых дислокаций с преобладанием дислокаций одного знака [4]. Такие границы неоднократно наблюдались при электронно-микроскопических исследованиях деформированных кристаллических тел, причем разрешение позволяло при сравнительно небольшой плотности дислокаций в границах определить среднее расстояние между дислокациями и углы разориентации [5]. В [6,7] было установлено, что в кристаллах LiF и NaCl в процессе ползучести образуются как малоугловая (межблочная), так и большеугловая (фрагментарная) разориентации, причем последняя может осуществляться как за счет набора коррелированных малоугловых разориентаций между блоками, так и путем больших разворотов на границах фрагментов. В [1] различают два вида границ: геометрически необходимые границы (geometrically necessary boundary) блоков (фрагментов), образованные регулярными дислокационными или дисклинационными [3] структурами, с углами разориентации, определяемыми разницей в ориентации (разворотом) решетки соседних фрагментов, и случайные дислокационные

границы (incidental dislocation boundary), образованные хаотическим набором застрявших в границе дислокаций. Поскольку в процессе одноосного нагружения щелочно-галогидных кристаллов вдоль направления [100] активными являются две пары взаимно перпендикулярных плоскостей {110}, более вероятно образование регулярных границ первого типа. К тому же при повышенных температурах и длительных временах выдержки возможны структурные перестройки не только в результате скольжения, но и при переползании дислокаций, что также способствует уменьшению энергии границы и упорядочению ее структуры. Если же геометрия скольжения такова, что преобладают две из четырех конкурирующих систем скольжения, на взаимно перпендикулярных гранях {100} можно наблюдать границы, образованные либо преимущественно краевыми, либо винтовыми компонентами дислокаций [8].

В настоящей работе описаны результаты исследования образования большеугловых и малоугловых разориентаций в кристаллах LiF, деформированных растяжением в режиме ползучести, а также зависимости величины этих разориентаций от деформации, напряжения и температуры. Для этой цели были использованы различные рентгеновские методики.

1. Экспериментальная методика

Использовались монокристаллы LiF с концентрацией Mg не более 0.002 wt.%. Монокристаллы выращены методом Киропулоса и термообработаны путем отжига при 1020 К в течение 48 часов с последующим охлаждением со скоростью 5 К/ч. Из кристаллов по плоскостям спайности {100} выкалывались образцы размером $1 \times 5 \times 10 \text{ mm}$. Нагружение образцов осуществлялось одноосным растяжением вдоль направления [100]

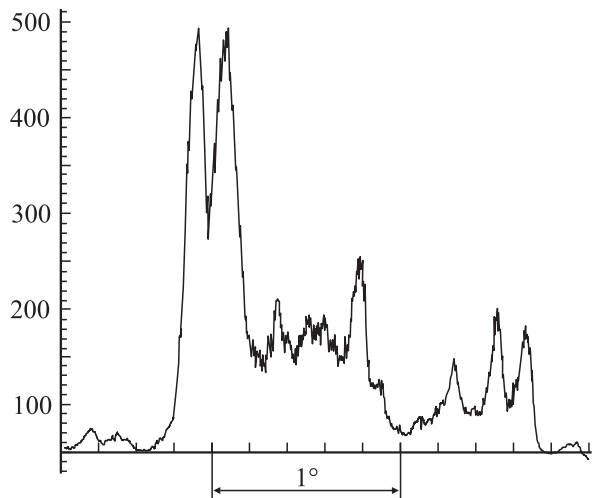


Рис. 1. Профиль рентгенограммы линии (002) кристалла LiF, деформированного при 873 К до 80%.

в режиме ползучести при температуре испытаний 573, 873 и 973 К и напряжениях σ , равных 12, 5 и 2 МПа соответственно. Из рентгеновских методов анализа блочной или фрагментарной разориентации решетки были использованы методы ω -сканирования, Лауэ и широко расходящегося пучка (ШРП) в модификациях Косселя и Фудживары.

При использовании метода ω -сканирования [9,10] образец помещался в держатель таким образом, чтобы ось растяжения кристалла [100] составляла угол 45° с осью держателя. Гониометр рентгеновского аппарата был снабжен держателем, который с помощью микрометрических винтов мог перемещаться в вертикальном и горизонтальном направлениях. Анализировался рефлекс типа {200}. Перемещая образец вдоль кристаллографических направлений [110] и $[1\bar{1}0]$ на одной грани и [101] и $[10\bar{1}]$ на другой грани и вращая его вокруг вертикальной оси, можно определить ориентацию участков кристалла, параллельных боковым граням образца, и ее изменение при перемещении рентгеновского луча с заданным шагом. Площадь участков, разориентировка которых измерялась, определяется площадью рентгеновского пучка, падающего на образец. В нашем случае она равнялась 0.07 mm^2 (диаметр пучка $300 \mu\text{m}$). Измерения делались в 7–15 точках на каждой из двух взаимно перпендикулярных гранях кристалла. На широкой грани изменение направления движения от точки к точке происходило один раз после 7–8 измерений, на узкой грани на одной прямой могли находиться только две измеряемые точки. Использовалось CuK_α -излучение, скорость вращения кристалла составляла 0.5 deg/min . Рентгеновские линии недеформированного кристалла были узкими и одиночными, после деформации линии смещались и расщеплялись на несколько пиков. Пример такой линии для кристалла после ползучести при 873 К приведен на рис. 1.

При снятии лауэграмм с деформированного кристалла, содержащего блоки, интерференционные пятна на пленке получаются размытыми [11]. Основной вклад в размытие будет вноситься разориентацией фрагментов кристалла. Поэтому по величине размытия Лауэ-пятен можно судить о величине разориентации фрагментов, омываемых рентгеновским лучом. Измеряя на пленке размытие пятна в радиальном (Δr) и азимутальном (Δa) направлениях, можно определить разориентировку фрагментов кристалла ϑ_r и ϑ_a соответственно вокруг осей [010] и [001], используя соотношения [11]

$$\Delta r = \frac{4L}{\cos^2 2\theta} \vartheta_r,$$

$$\Delta a = \frac{4L \sin \theta}{\cos 2\theta} \vartheta_a, \quad (1)$$

где θ — угол Вульфа-Брэгга, L — расстояние кристалл–пленка. Лауэграммы получены с использованием CuK_α -излучения в камере РКВ-86, расстояние кристалл–пленка было 40 мм. Анализировался рефлекс (042), диаметр рентгеновского луча составлял $\sim 1.8 \text{ mm}$. Следовательно, в эксперименте определялась усредненная разориентировка на участке площадью $s \sim 2.5 \text{ mm}^2$.

При определении разориентации методом Косселя использовался широко расходящийся пучок рентгеновских лучей с вынесенным источником и размещением пленки параллельно исследуемой поверхности образца [12]. Съемка проводилась в CuK_α -излучении. Величина разрывов в соседних линиях, измеренная в долях междуплетного расстояния, характеризует разориентацию соседних блоков (фрагментов) кристалла.

В методе Фудживары [13] используется съемка на просвет в широко расходящемся пучке полихроматических рентгеновских лучей. На пленке возникает картина лауэвских пятен с наложенными на них линиями характеристического спектра. Каждое интерференционное пятно отображает топографическую картину строения кристалла, спроектированную в соответствии с ориентацией отражающей плоскости. Если исследуемый кристалл состоит из разориентированных блоков, интерференционные пятна на рентгенограмме будут иметь сложное строение и состоять из совокупности рефлексов от отдельных блоков. Углы разориентации рассчитываются по ширине граничных областей между рефлексами от отдельных блоков, а также по смещению характеристических линий на этих рефлексах. Для определения углов разориентации в азимутальном и радиальном направлениях по ширине соответствующих граничных полос используются соотношения [13]

$$\vartheta_a = \frac{m_a \cos 2\theta}{2L \sin \theta},$$

$$\vartheta_r = \frac{m_r \cos^2 \theta}{L + R}, \quad (2)$$

где m_a и m_r — ширина граничных полос между рефлексами в азимутальном и радиальном направлениях

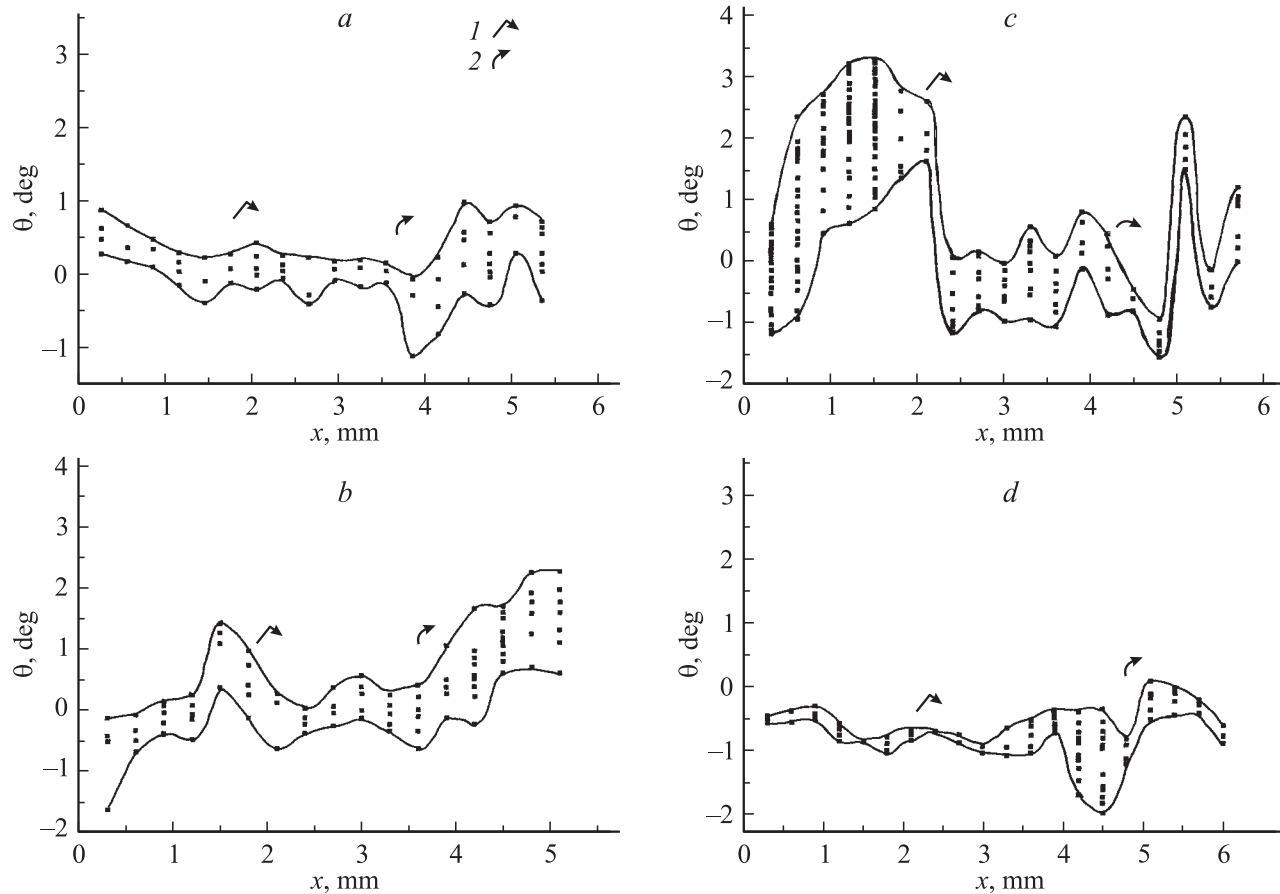


Рис. 2. Отклонение максимумов линий (002) и (020) деформированного кристалла LiF от их нулевого положения для недеформированного кристалла в зависимости от координаты точки на боковой поверхности образца. Направление движения луча — одно из {110}; стрелка 1 — поворот на 90° , стрелка 2 — переход на соседнюю грань. Условия деформации: T, K — 573 (a), 873 (b, c), 973 (d); $\epsilon, \%$ — 40 (a), 15 (b), 80 (c), 50 (d).

соответственно, θ — угол Вульфа–Брэгга для отражающей плоскости, от которой рассматривается интерференционный рефлекс, $L = 150 \text{ mm}$ — расстояние между кристаллом и пленкой, $R = 100 \text{ mm}$ — расстояние между рентгеновской трубкой и кристаллом. Съемка проводилась в Мо-излучении, анализировался рефлекс (331). Отличие данного метода от метода Лауэ состоит в том, что он позволяет измерять малоугловую разориентацию внутри фрагментов, находящихся под рентгеновским пучком.

2. Экспериментальные результаты и их обсуждение

Результаты определения углов разориентации фрагментов в деформированных кристаллах LiF методом ω -сканирования представлены на рис. 2–4 и в таблице. На рис. 2 приведены результаты съемки двух боковых граней кристалла, деформированного при разных температурах и до разных степеней деформации ϵ . Абсцисса задает положение точки на поверхности. Ор-

дината каждой точки на графике представляет угловое смещение каждого из пиков расщепленной линии по отношению к линии для недеформированного образца. Расстояние между точками на поверхности образца соответствует $300 \mu\text{m}$ вдоль одного из направлений {110}; поворот на 90° и переход на соседнюю грань обозначены стрелками. На рис. 3, 4 показано изменение полной ширины линии и разориентации, измеренной по положению середины линии, в зависимости от координаты точки на поверхности деформированного образца. Из приведенных результатов следует, что наряду с плавным изменением разориентировки наблюдаются резкие скачки, свидетельствующие о попадании большеугловой границы в интервал между соседними измеряемыми точками (рис. 2, c). Средняя величина разориентации растет с ростом деформации (ср. данные для $T = 873 \text{ K}$ при $\epsilon \sim 15$ и 80%). Рост большеугловой разориентации с увеличением температуры наблюдается только до 873 K (от $\sim 2.5^\circ$ при $T = 573 \text{ K}$ до $\sim 5^\circ$ при $T = 873 \text{ K}$), дальнейшее увеличение температуры приводит к некоторому уменьшению фрагментарной разориентации.

Углы разориентации в деформированных кристаллах LiF, измеренные различными рентгеновскими методами

Условия испытания образцов			Малоугловая разориентация					Большеугловая разориентация		
T, К	σ , МПа	ε , %	Метод измерения					Метод измерения		
			ШРП Косселя	ω -сканирование	ШРП Фудживары		ЭМ	ШРП Косселя	ω -сканирование	Лауэ
					ϑ_a	ϑ_r				
573	12.0	40		10'	10'	12'			2°30'	
673	13.0	70					12'			
773	7.0	80					24'			
873	4.0	64	40'	49' 1°12'	37'	45'	30'	3°30'	2°16' 3°48'	4°54'
	4.5	73								
	5.0	15								
	5.0	80								
973	2.0	33		51'	1°10'	50'			1°59'	4°26'
	2.0	50								

Как следует из более детального анализа разориентации, сделанного на основе рассчитанных по данным ω -сканирования кривым распределения углов разориентации решетки, большие углы практически отсутствуют при $T = 573$ К (рис. 5, *a*), их доля также сравнительно невелика и при 973 К (рис. 5, *d*). Однако распределения имеют явно выраженный „хвост“ в сторону углов, превышающих наиболее вероятное значение. Второй максимум появляется на кривых распределения при $T = 873$ К уже при малой деформации (рис. 5, *b*), но наиболее отчетливо он выражен при $\varepsilon = 80\%$ (рис. 5, *c*).

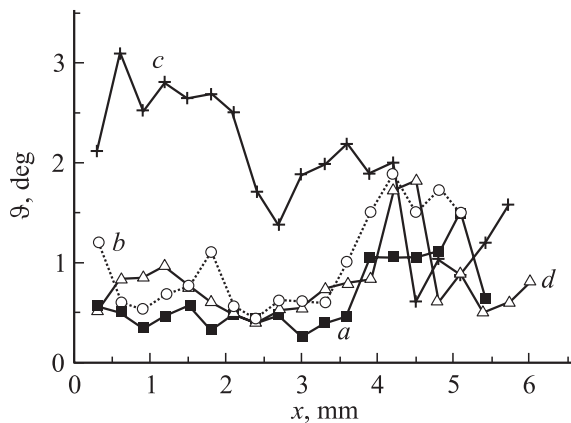


Рис. 3. Изменение полной ширины линии (200) деформированного кристалла LiF в зависимости от положения точки на боковой поверхности образца. Условия деформации: T , К — 573 (*a*), 873 (*b, c*), 973 (*d*); ε , % — 40 (*a*), 15 (*b*), 80 (*c*), 50 (*d*).

Исследования микроструктуры деформированных образцов показали, что при $T = 573$ К блочная структура отсутствует, разориентация мала и создается за счет неравномерного распределения дислокаций разного знака. При более высокой температуре основной вклад в разориентацию вносят межблочные (межфрагментарные) границы, причем доля большеугловых границ растет с деформацией. С повышением температуры размер блоков увеличивается (от 40 μm при 873 К до 100 μm при 973 К), и большеугловые границы либо не образуются, либо компенсируют друг друга при усреднении ориентации решетки на площади рентгеновского луча, примерно соответствующей площади 10 блоков.

Результаты исследования разориентации методом Косселя подтверждают наличие мало- и большеугловых границ при деформировании кристаллов LiF: для $T = 873$ К и $\varepsilon = 64\%$ при измерении углов разориентации на 150 границах обнаружено два максимума распределения — 40' и 2°30'. Как оказалось, большие разориентировки создавались либо одной большеугловой границей, либо набором последовательных малоугловых границ с разориентировкой одного знака [6].

Результаты исследования разориентации методом Косселя подтверждают наличие мало- и большеугловых границ при деформировании кристаллов LiF: для $T = 873$ К и $\varepsilon = 64\%$ при измерении углов разориентации на 150 границах обнаружено два максимума распределения — 40' и 2°30'. Как оказалось, большие разориентировки создавались либо одной большеугловой границей, либо набором последовательных малоугловых границ с разориентировкой одного знака [6].

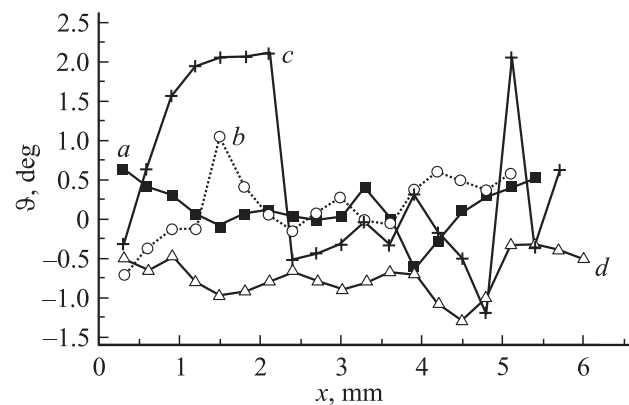


Рис. 4. Зависимость положения середины линии (002) или (020) деформированного кристалла LiF от положения точки на боковой поверхности образца. Условия деформации: T , К — 573 (*a*), 873 (*b, c*), 973 (*d*); ε , % — 40 (*a*), 15 (*b*), 80 (*c*), 50 (*d*).

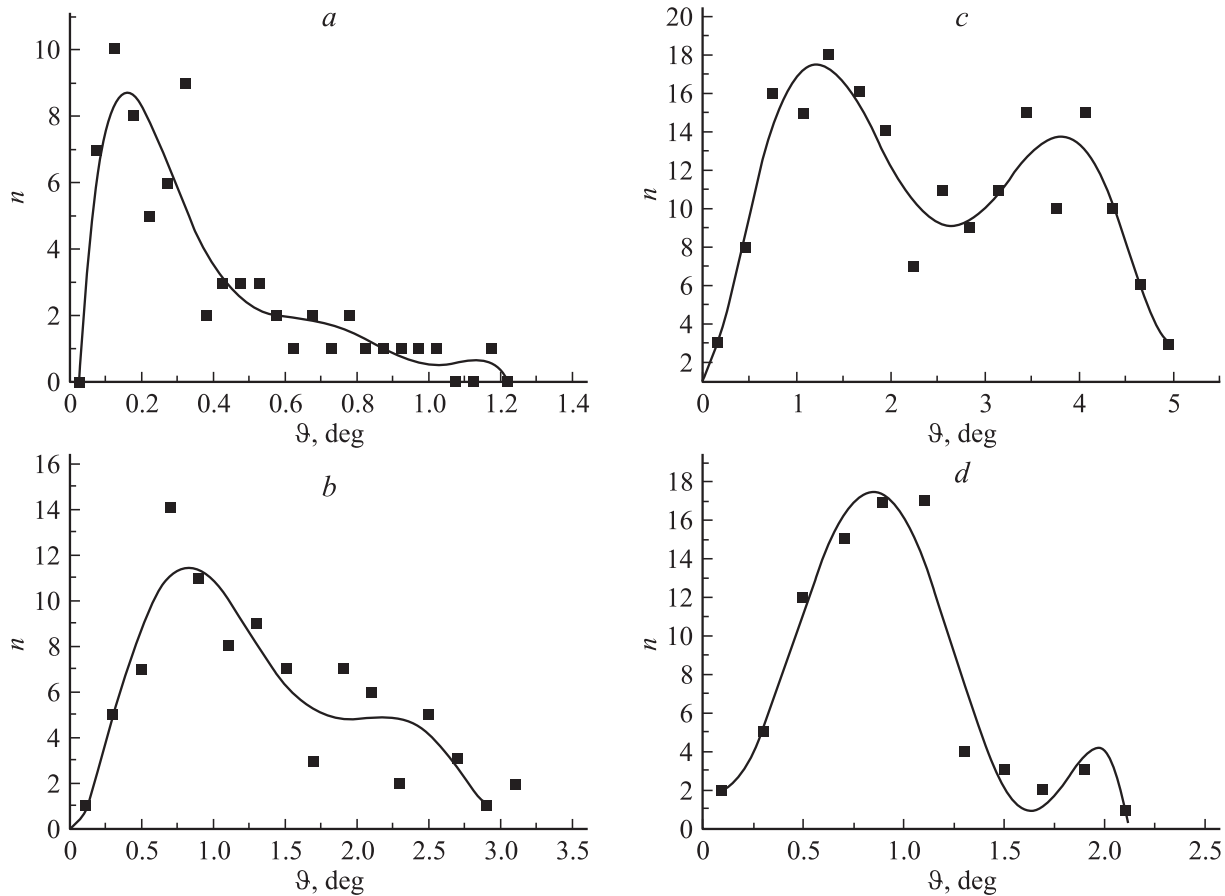


Рис. 5. Распределение участков деформированного кристалла LiF, находящихся под пучком, по углам разориентировки. Условия деформации: T, K — 573 (a), 873 (b, c), 973 (d); $\varepsilon, \%$ — 40 (a), 15 (b), 80 (c), 50 (d).

Метод рентгеновского топографирования (Фудживары) дает значение углов разориентации между соседними областями кристалла. На интерференционных пятнах топограмм деформированных кристаллов LiF наблюдается полосчатый контраст. В кристаллах, деформированных при $T = 573 K$, разориентировка, соответствующая соседним полосам на топограмме, составляет $\sim 10'$. В кристалле начинается процесс полигонизации. Дифракционные пятна на топограммах кристаллов, деформированных при 873 и 973 K, не имеют четкого контура и состоят из раздробленных пятен, принадлежащих отдельным блокам. Для образцов, деформированных при 873 K, преобладают блоки размером $30-50 \mu m$, разориентированные на $\sim 40'$, которые вносят основной вклад в разориентацию. Большеугловых границ, обнаруженных методами ω -сканирования и Косселя, в данном случае выявлено не было, по-видимому, из-за усреднения вкладов в разориентацию от мало- и большеугловых границ на большой площади, на которую попадал рентгеновский луч. Образцы, деформированные при 973 K, состоят целиком из крупных блоков одного порядка величины, разориентированных в диапазоне углов $0.8-1.5^\circ$. Результаты анализа топограмм приведены в таблице, из которой видно, что средняя малоугловая разориентация

между соседними блоками растет с ростом температуры деформирования (от $\sim 10'$ при $T = 573 K$ до $\sim 1^\circ 10'$ при $T = 973 K$).

На лауэграммах, соответствующих образцам, деформированным при $T = 573 K$, наблюдается азимутальное размытие пятен, а при 873 и 973 K — астеризм и раздробленность пятен, свидетельствующие о фрагментации кристаллов с азимутальной и радиальной разориентацией фрагментов. Данные, полученные методом Лауэ, также представлены в таблице. Из таблицы видно, что большеугловая разориентация в кристаллах LiF, деформированных при различных температурах, растет с увеличением температуры (от $\sim 2.5^\circ$ при $T = 573 K$ до $\sim 5^\circ$ при $T = 873 K$). При $T = 973 K$ разориентировка фрагментов меньше или равна последней при $T = 873 K$. Величины углов разориентации выше, чем полученные другими методами. Это связано, очевидно, с тем, что метод Лауэ дает максимальное значение разориентировок, встречающееся на достаточно большой площади под пучком. Особенно большая разница получается для неоднородных структур с сильной локализацией деформации (низкие температуры), ближе всего данные для структур с большеугловыми границами (873 K).

Результаты измерений различными рентгеновскими методами разориентировок блоков и фрагментов в кристаллах LiF, деформированных растяжением в режиме ползучести при различных T и σ , сопоставляются в таблице. Сюда же для сравнения включены данные, полученные методом электронной микроскопии (ЭМ) [14].

Итак, совокупность полученных экспериментальных данных о разориентациях в деформированных кристаллах LiF показывает, что кроме малоугловой разориентации между соседними блоками существует большеугловая фрагментарная разориентация. Из таблицы видно, что все методы определения разориентации между соседними блоками дают близкие значения малоугловой разориентации и что она растет с температурой деформирования от $\sim 10'$ при $T = 573$ К до $1^\circ 10'$ при $T = 973$ К. При этом малоугловая разориентация остается практически постоянной на стационарной стадии ползучести для каждой температуры деформирования. Полученные для кристаллов LiF значения и характер изменения малоугловой разориентации хорошо согласуются с экспериментальными данными для металлов [15]. Авторы [15] считают, что постоянство разориентации на стационарной стадии сохраняется в результате динамического равновесия процессов образования новых субграниц и аннигиляции существующих субграниц противоположных знаков при их движении в противоположных направлениях. Если при движении малоугловые границы на пути встречают отдельные дислокации, они либо „пропускают“ их сквозь себя, либо одновременно поглощают и испускают дислокацию, поскольку разориентация остается постоянной. В [16] прохождение отдельных дислокаций через малоугловую границу экспериментально наблюдалось в электронном микроскопе. Рост разориентации до наступления стационарной стадии может быть связан с отсутствием равновесия процессов образования и аннигиляции границ, а также с тем, что границы с малыми углами могут „догонять“ границы с большими углами и сливаться с ними [15]. Отсюда становится понятным и некоторое увеличение разориентации с ростом температуры деформирования, так как при этом растет скорость движения границ блоков [17], и, следовательно, возрастает вероятность их столкновения и слияния.

Большеугловая разориентация увеличивается с ростом температуры деформирования только до 873 К (от $\sim 2^\circ$ при 573 К до $\sim 5^\circ$ при $T = 873$ К). Дальнейшее увеличение температуры деформирования до 973 К, наоборот, уменьшает ее. Возможно, это объясняется меньшим количеством блоков при $T = 973$ К, помещающихся на площади под рентгеновским пучком, чем при $T = 873$ К, так как средние размеры блоков составляют соответственно ~ 100 и $40 \mu\text{м}$. Если большеугловая разориентация реализуется последовательными разворотами в одном направлении на малоугловых границах блоков и локализованным разворотом в противоположном направлении, создаваемым большеугловой границей [6], ясно, что на одинаковых по площади участках

кристалла при $T = 873$ К помещается больше блоков, чем при $T = 973$ К, и, следовательно, большеугловая разориентация, набранная малоугловыми разворотами, при $T = 873$ К будет больше, чем при $T = 973$ К. При увеличении площади участка, находящегося под рентгеновским пучком, измеряемая разница в ориентации отдельных участков кристалла, т.е. большеугловая разориентация, должна расти. Действительно, при $T = 873$ К с ростом этой площади от ~ 0.01 (метод Косселя) до $\sim 0.07 \text{ mm}^2$ (ω -сканирование) большеугловая разориентация увеличивается незначительно: от $3^\circ 30'$ до $3^\circ 48'$ (для больших деформаций). Однако дальнейшее увеличение площади пучка до 2.5 mm^2 (метод Лауэ) приводит уже к заметному росту разориентации до $4^\circ 54'$.

В кристаллах, деформированных при $T = 973$ К, влияние площади под рентгеновским пучком на разницу в ориентации отдельных участков кристалла больше, чем при $T = 873$ К: от $\sim 2^\circ$ в методе ω -сканирования до $\sim 4.5^\circ$ в методе Лауэ.

Рис. 3, *b* показывает, что в кристалле могут находиться участки размером до $0.3 \times 1.8 \text{ mm}^2$, на которых разворот осуществляется малоугловыми границами последовательно в одну сторону, затем большеугловой границей в другую сторону. Это же подтверждают данные, полученные методом Косселя. Может быть и другой вариант компенсации больших разворотов, когда большеугловые границы разного знака следуют с промежутком, не превышающим диаметр рентгеновского луча ($300 \mu\text{м}$). При этом максимальная разориентация при таком шаге составляет $\sim 3^\circ$. Следует также отметить, что большеугловая разориентация в отличие от малоугловой существенно возрастает с ростом деформации на стационарной стадии ползучести.

В настоящее время существует несколько теоретических моделей, объясняющих образование большеугловых разориентаций. В рамках модели сталкивающихся границ [15] одним из авторов был проведен расчет на ЭВМ, в результате которого было получено быстрое увеличение разориентировки отдельных границ при условии их столкновения с неподвижной границей [18]. В [19] рассмотрена задача о движении диполя частичных дислокаций, приводящем к разделению дислокационных зарядов и созданию разориентаций $\sim 1^\circ$ внутри участка размером порядка величины блока. Вследствие процессов, идущих в материале под действием приложенных напряжений, в одной части кристалла скапливаются заряды одного знака, в другой — противоположного, т.е. природа разделения зарядов силовая. Упругие поля дислокационного диполя способствуют дальнейшему разделению дислокационных зарядов и, следовательно, росту области разориентации с ростом деформации.

Большинство теорий появившихся в последние годы [2,3,20,21], ставит цель объяснить значительное упрочнение и эволюцию структуры (появление микронных и субмикронных фрагментов) при интенсивной пластической деформации, во много раз превышающей ту, которая может быть достигнута при растяжении

кристаллов LiF. Однако механизмы зарождения мало- и большеугловых границ и первые стадии образования фрагментированных структур, очевидно, могут быть смоделированы на достаточно простых в структурном отношении щелочно-галогидных кристаллах. И хотя относительная доля большеугловых границ в этих кристаллах невелика, их роль в некоторых процессах, например, в разрушении [22,23] может оказаться решающей.

3. Заключение

Таким образом, в настоящей работе с использованием различных рентгеновских методик исследованы зарождение и эволюция разориентированных областей в монокристаллах LiF при их деформации. Показано, что при определенных условиях разориентация может быть двухуровневой: мало- и большеугловой. Прослежено их изменение с температурой и величиной деформации. Основной вклад в разориентацию решетки вносят межфрагментарные (межблочные) границы, причем большеугловая разориентация может набираться как последовательными разворотами в одном направлении на малоугловых границах, так и непосредственно большеугловой границей. При определении разориентации решетки рентгеновскими методами большую роль играет площадь поверхности кристалла, на которую падает рентгеновский луч, и способ анализа информации: усреднение разориентации или рассмотрение крайних ее значений. В этом заключается причина отличий углов разориентации, полученных разными методами.

Список литературы

- [1] D.A. Hughes, N. Hansen. *Acta Mater.* **48**, *11*, 2985 (2000).
- [2] I.J. Beyerlein, R.A. Lebensohn, C.N. Tome. *Mater. Sci. Eng. A* **345**, *1–2*, 122 (2003).
- [3] A.A. Nazarov, N.A. Enikeev, A.E. Romanov, T.S. Orlova, I.V. Alexandrov, I.J. Beyerlein. *Nanostructured Materials by High Pressure Severe Plastic Deformation. NATO ARW* (2004).
- [4] S. Takeuchi, A.S. Argon. *J. Mat. Sci.* **7**, *11*, 1542 (1972).
- [5] М.М. Мышляев. *ФТТ* **7**, *2*, 571 (1965).
- [6] Б.И. Смирнов, В.В. Шпейзман, С.А. Иванов, К.В. Мальчуженко, Р.С. Чуднова. *ФТТ* **20**, *12*, 3730 (1978).
- [7] В.И. Бетехин, В.И. Владимиров, С.А. Иванов, К.В. Мальчуженко, А.Ю. Разумовский. *ФТТ* **24**, *3*, 843 (1982).
- [8] Б.И. Смирнов. *Дислокационная структура и уплотнение кристаллов. Наука, Л.* (1981). 235 с.
- [9] Д.М. Васильев. *Дифракционные методы исследования структур. Металлургия, М.* (1977). 247 с.
- [10] Д.М. Васильев, С.А. Иванов, Б.М. Тараканов. *Завод. лаб.* **40**, *6*, 685 (1974).
- [11] Ю.А. Багаряцкий. *Кристаллография* **7**, *6*, 886 (1962).
- [12] Д.М. Васильев, С.А. Иванов. *Завод. лаб.* **37**, *9*, 1099 (1971).
- [13] Я.С. Уманский. *Рентгенография металлов. Металлургия, М.* (1967). 236 с.
- [14] Б.И. Смирнов, Т.В. Самойлова, Т.Г. Нарышкина. *ФТТ* **11**, *5*, 1188 (1969).

- [15] S.F. Exell, D.H. Warrington. *Phil. Mag.* **26**, *5*, 1121 (1972).
- [16] M. Brown, K.P. Hall, R. Lagneborg. *Scripta Met.* **7**, *12*, 1275 (1973).
- [17] Б.И. Смирнов, Р.С. Чуднова, В.В. Шпейзман. *Поверхность. Физика, химия, механика* **6**, 143 (1982).
- [18] D.H. Warrington. *Proc. of the Intern. Conf. on Computer Simulation for Materials Applications.* **20**, part 2, 672 (1976).
- [19] В.И. Владимиров, А.Е. Романов. *ФТТ* **20**, *10*, 3114 (1978).
- [20] Y. Estrin, L.S. Toth, A. Molinari, Y. Brechet. *Acta Mater.* **46**, *15*, 5509 (1998).
- [21] Г.А. Малыгин. *ФТТ* **46**, *11*, 1968 (2004).
- [22] Б.И. Смирнов, Т.Н. Снежкова. *ФТТ* **19**, *7*, 2021 (1977).
- [23] В.В. Рыбин. *Большие пластические деформации и разрушение металлов. Металлургия, М.* (1986). 242 с.